

High strength steel object prodn.,esp. leaf spring

Publication number: DE19546204

Publication date: 1997-03-20

Inventor: KASPAR RADKO DR ING (DE); PETERS ANDREAS
DIPL ING (DE)

Applicant: MAX PLANCK INST EISENFORSCHUNG (DE)

Classification:

- international: **C21D8/02; C21D9/02; C22C38/26; C21D8/02;
C21D9/02; C22C38/26;** (IPC1-7): C22C38/26; C21D9/02

- European: C21D8/02D2; C21D9/02; C22C38/26

Application number: DE19951046204 19951211

Priority number(s): DE19951046204 19951211

[Report a data error here](#)

Abstract of DE19546204

The prodn. of objects, esp. leaf springs, with a tensile strength of more than 1750 MPa from a steel of compsn. (wt.%): 0.4-0.6 C; up to 1 Si; up to 1.8 Mn; 0.8-1.5 Cr; 0.03-0.10 Nb; 0-0.2 V; and balance Fe and impurities including P and S, comprises: (a) soln. annealing in the austenite region at 1050-1200 deg C; (b) immediately hot working at above the recrystallisation temp. and then at below the recrystallisation temp. but above the Ar3 temp.; (c) holding the rolled prod. at above the Ar3 temp. for carrying out further shaping and machining operations; and (d) cooling to below the martensite temp. and then tempering, pref. at 250-350 deg C.

Data supplied from the **esp@cenet** database - Worldwide



①⑨ BUNDESREPUBLIK
DEUTSCHLAND



DEUTSCHES
PATENTAMT

⑫ Patentschrift
⑩ DE 195 46 204 C 1

⑤① Int. Cl.⁶:
C 22 C 38/26
C 21 D 9/02

②① Aktenzeichen: 195 46 204.1-24
②② Anmeldetag: 11. 12. 95
④③ Offenlegungstag: —
④⑤ Veröffentlichungstag
der Patenterteilung: 20. 3. 97

DE 195 46 204 C 1

Innerhalb von 3 Monaten nach Veröffentlichung der Erteilung kann Einspruch erhoben werden

⑦③ Patentinhaber:

Max-Planck-Institut für Eisenforschung GmbH, 40237
Düsseldorf, DE

⑦④ Vertreter:

Cohausz & Florack, 40472 Düsseldorf

⑦② Erfinder:

Kaspar, Radko, Dr.-Ing., 40880 Ratingen, DE; Peters,
Andreas, Dipl.-Ing., 40235 Düsseldorf, DE

⑤⑥ Für die Beurteilung der Patentfähigkeit
in Betracht gezogene Druckschriften:

DE	29 17 287 A1
US	47 70 721 C1
JP	62-2 74 051 A1

⑤④ Verfahren zur Herstellung von hochfesten Gegenständen aus einem Vergütungsstahl und Anwendung dieses
Verfahrens zur Erzeugung von Federn

⑤⑦ Die Erfindung betrifft ein Verfahren zur Herstellung von
Gegenständen aus einem Vergütungsstahl, insbesondere
Federstahl, mit einer Zugfestigkeit über 1750 MPa mit (in
Masse-%) 0,4-0,6% C, bis 1,0% Si, bis 1,8% Mn, 0,8-1,5%
Cr, 0,03-0,10% Nb, 0-0,2% V, Rest Eisen und unvermeidbare
Verunreinigungen, einschließlich Phosphor und Schwefel
bestehend aus Lösungsglühen, zweistufigem Warmverfor-
men und Anlassen.

DE 195 46 204 C 1

Die Erfindung betrifft ein Verfahren zur Herstellung von hochfesten Gegenständen aus einem Vergütungsstahl und Anwendung dieses Verfahrens zur Erzeugung von Federn.

Vergütungsstähle sind Stähle, die nach einer aus Härten und Anlassen bestehenden Vergütungsbehandlung die gewünschte optimale Kombination hoher Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften aufweisen. Es werden die aus Vergütungsstählen hergestellten Erzeugnisse durch spanlose und spanende Formgebung zunächst in die endgültige Form gebracht und zum Abschluß einer Vergütungsbehandlung unterworfen.

Zu den Vergütungsstählen zählen auch die Federstähle. Die Standards für vergütbare Federn sind in der DIN 17221 zusammengefaßt. Darin heißt es über vergütbare Federstähle:

"Federstähle nach dieser Norm sind Stähle, die wegen ihres Federungsvermögens im vergüteten Zustand zur Herstellung von federnden Teilen aller Art verwendet werden. Das Federungsvermögen der Stähle beruht auf ihrer elastischen Verformbarkeit, aufgrund derer sie innerhalb eines bestimmten Bereichs belastet werden können, ohne daß nach der Entlastung eine bleibende Formänderung auftritt. Die für Federn gewünschten Eigenschaften der Stähle werden durch höhere Massenteile von Kohlenstoff und Legierungsbestandteile wie Silizium, Mangan, Chrom, Molybdän und Vanadium sowie durch die Wärmebehandlung, d. h. Härten in Öl oder Wasser mit nachfolgendem Anlassen erreicht."

Zwei der typischen Federstähle sind der 50CrV4 (Werkstoff-Nr. 1.8159) und der 51CrMoV4 (Werkstoff-Nr. 1.7701). Die mittlere Analyse des erstgenannten Stahls ist 0,5% C, 0,27% Si, 0,9% Mn, 1% Cr und 0,15% V. Der zweitgenannte Stahl hat zusätzlich im Mittel 0,20% Mo und einen mit 0,12% im Mittel niedrigeren Vanadiumgehalt.

Bei den vergütbaren Stählen wird die gewünschte Festigkeit über die Anlaßtemperatur eingestellt. Eine niedrigere Anlaßtemperatur führt dabei zu einer höheren Festigkeit, zwangsläufig jedoch auch zu einer verminderten Zähigkeit des Werkstoffes. Für viele Bauteile ist jedoch eine hohe Zähigkeit des verwendeten Werkstoffes Voraussetzung für den zuverlässigen und sicheren Betrieb. Daher konnten bis heute z. B. keine Blattfedern zuverlässig mit einer Werkstofffestigkeit über 1750 MPa hergestellt werden, die gleichzeitig ausreichende Zähigkeitseigenschaften aufweisen.

Bei der herkömmlichen Fertigung von Blattfedern werden für die Formgebung der Blattfederlagen, das Augenrollen und das Mittellochstanzen sowie Ausbiegen, welche auf unterschiedlichen Vorrichtungen durchgeführt werden, die Blattfederlagen zwangsläufig für diese Bearbeitungen mehrfach wiedererwärmt. Der Prozeß ist durch seinen diskontinuierlichen Ablauf gekennzeichnet.

Aufgabe der Erfindung ist es, die Herstellung von Gegenständen, insbesondere Federn, speziell Blattfedern, mit hoher Festigkeit von über 1750 MPa bei ausreichender Zähigkeit kontinuierlich durchzuführen.

Zur Lösung dieser Aufgabe wird gemäß der Erfindung vorgeschlagen, ein Vormaterial aus einem Stahl mit (in Masse-%) 0,4 bis 0,6% C, bis 1% Si, bis 1,8% Mn, 0,8 bis 1,5% Cr und 0,03 bis 0,10% Nb, Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen, einschließlich Phosphor und Schwefel, der zur Verbesserung der Durchhärbarkeit zusätzlich mit bis 0,25% Mo legiert

sein kann, im Austenitgebiet bei Temperaturen von 1.050—1.200°C lösungszuglügen, daran unmittelbar anschließend bei einer Temperatur oberhalb der Rekristallisationstemperatur in einer ersten Stufe warmzuverformen und dann bei einer Temperatur unterhalb der Rekristallisationstemperatur, aber oberhalb der Ar3-Temperatur, in einer zweiten Stufe warmzuverformen. Diese Vorgehensweise wird auch als thermomechanische Behandlung (TMB) bezeichnet. Im Zuge dieser zweistufigen Wärmebehandlung wird aus dem Vormaterial die Rohform des Gegenstands, z. B. die Rohform der Feder, erzeugt. Bei Anwendung einer Lösungsglüh-temperatur von 1.100°C soll die Umformung in der ersten Stufe bei Temperaturen oberhalb von 960°C, in der zweiten Stufe bei Temperaturen unter 890°C erfolgen. Bei höherer Lösungsglüh-temperatur von 1.200°C sollte die Umformung in der ersten Stufe auch bei Temperaturen oberhalb von 1.050°C vorgenommen werden, in der zweiten Stufe unterhalb von 930°C.

Bei dem vorgenannten Stahl handelt es sich um einen 50CrV4, der aber ohne Vanadium, jedoch mit Niob in den oben genannten Gehalten legiert ist. Stähle dieses Typs sind z. B. aus JP-Abstract zu JP 62-274051 und US 4 770 721 C1 bekannt.

Sollen die Eigenschaftsverbesserungen des Stahls durch Anwendung der thermomechanischen Behandlung erreicht werden, müssen alle oben genannten Formgebungsschritte in einer Hitze, also ohne zwischenzeitliche Abkühlung unter die Umwandlungstemperatur Ar3, erfolgen, damit die durch die Warmformgebung hervorgerufenen Effekte vor der Martensitumwandlung nicht verlorengehen. Bisher war es nicht möglich, mit herkömmlichen Federstählen und Anwendung der TMB, die TMB-Effekte während eines mitunter minutenlangen Verweilens bei hohen Temperaturen vor der abschließenden Martensitumwandlung zu erhalten. Durch das Legieren mit Niob gelingt bei Anwendung der erfindungsgemäßen thermomechanischen Behandlung eine feine Ausscheidung von Niobkarbonitriden, wodurch die durch die TMB-Effekte, die dann zu den hervorgerufenen Eigenschaftsverbesserungen über Minuten führen, nach der letzten Umformung und vor der Martensitumwandlung bewirkten Vorteile erhalten werden können.

Das Walzerzeugnis kann anschließend bei einer Temperatur oberhalb der Ar3-Temperatur zur Ausführung weiterer Uniform- und Bearbeitungsvorgänge längere Zeit (einige Minuten) unter Zuführung von Energie, damit die Temperatur des Umformgutes nicht unter Ar3 sinkt, gehalten werden. Danach erfolgt das Abschrecken in Öl bis unterhalb der Martensittemperatur, worauf es abschließend angelassen wird.

Vom Lösungsglühen des Vormaterials bis zum Härten muß die Bearbeitung so in ein und derselben Hitze vorgenommen werden, daß ein Abkühlen des Umformgutes unter die Ar3-Temperatur durch ggf. mehrfaches Zwischenerwärmen vermieden wird. Für die Anlaßbehandlung muß eine verhältnismäßig niedrige Temperatur im Bereich von 250 bis 350°C vorgesehen werden.

Infolge der geschilderten vorteilhaften Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften des Stahls und seine praktisch kontinuierliche Herstellungsweise gemäß der Erfindung eignet er sich besonders für die Herstellung von Federn, insbesondere Blattfedern.

Bei der Erzeugung von Blattfedern aus dem nioblegierten Vergütungsstahl und der thermomechanischen Behandlung in der erfindungsgemäßen Verfahrensweise müssen sämtliche für die Erzeugung der Blattfedern aus

dem Walzerzeugnis erforderlichen Biege- und Stanzvorgänge während der Haltezeit nach der TMB und vor dem Härtevorgang oberhalb der Ar3-Temperatur durchgeführt werden.

Fig. 1 zeigt eine graphische Darstellung der Zeit-Temperatur-Uniform-Folge zur Erreichung der gewünschten Eigenschaften;

Fig. 2 zeigt die im Zugversuch gemessene Brucheinschnürung und die im Zugversuch gemessene Zugfestigkeit nach 1: herkömmlicher Behandlung mit dem Stahl 50CrV4 und 2: nach der erfindungsgemäßen Zeit-Temperatur-Umformfolge;

Fig. 3 zeigt die im Umlaufbiegeversuch gemessenen Wöhlerlinien nach 1: herkömmlicher Behandlung mit dem Stahl 50CrV4 und 2: nach der erfindungsgemäßen Zeit-Temperatur-Umformfolge.

Gemäß Fig. 1 wird nach dem Erwärmen auf die verhältnismäßig hohe Lösungsglüh-temperatur von rd. 1.050 bis 1.200°C das Vormaterial in einer ersten Stufe oberhalb der Rekristallisationstemperatur warmumgeformt und anschließend in einer zweiten Stufe bei einer Temperatur unterhalb der Rekristallisationstemperatur, aber oberhalb der Ar3 warmumgeformt.

Bei einer noch über Ar3 liegenden Temperatur können weitere für die Herstellung eines vergütbaren Gegenstandes erforderlichen Umform- und Bearbeitungsvorgänge, wie Stanzen und Schneiden, vorgenommen werden, ohne daß sich hierdurch die Gefügestruktur wesentlich verändert. Es gelingt dabei, Haltezeiten bis mindestens 6 Minuten für die Ausführung zusätzlicher Bearbeitungsvorgänge bei entsprechender Zwischenerwärmung zu nutzen.

Anschließend an diese Formgebung wird das Endprodukt gehärtet und danach gemäß Fig. 1 nach einer Abkühlung auf Raumtemperatur zeitverzögert angelassen.

In einem Vergleich wurde ein Stahl der Zusammensetzung des Stahls 50CrV4 mit zusätzlich 0,06% Nb dem herkömmlichen Stahl 50CrV4 gegenübergestellt. Der bekannte Stahl 50CrV4 wurde einer Vergütungsbehandlung unterworfen, die aus einem Austenitisieren bei 840°C/30 min, dem Härten, einem Anlassen bei 420°C/60 min und Abschrecken in Wasser bestand. Man erhält eine im Zugversuch gemessene Zugfestigkeit von 1.740 MPa bei einer Brucheinschnürung von 39% (Fig. 2, Meßwert 1: Stand der Technik). Zusätzlich ist der Bereich heute üblicher Festigkeiten bei Blattfedern als grauschattierte Fläche mit eingezeichnet.

Wird der Stahl 50CrV4 + Nb in der erfindungsgemäßen Art und Weise (Austenitisieren bei 1100°C/30 min, 1. Umformung mit einem logarithmischen Umformgrad von 0,5 bei 990°C/Luftabkühlung, 2. Umformung bei 890°C mit einem logarithmischen Umformgrad von 0,5, danach 6 min bei 800°C durch Nacherwärmen gehalten, dann Härten und Anlassen bei 280°C/60 min und Abkühlen/Wasser behandelt, so erhält man eine im Zugversuch gemessene Zugfestigkeit von 2.100 MPa bei einer Brucheinschnürung von 42% (Fig. 2, Meßwert 2: Erfindung). D.h., daß bei einer deutlich gesteigerten Zugfestigkeit gleichzeitig eine höhere Brucheinschnürung und damit höhere Duktilität erzielt wird.

In Fig. 3 sind die für die beiden Stähle und die jeweiligen Behandlungen im Umlaufbiegeversuch (polierte Oberfläche, Mittelspannung $\sigma = 0$ MPa) ermittelten Wöhlerkurven eingezeichnet. Danach wird für den konventioneller wärmebehandelten Stahl 50CrV4 eine Dauerschwingfestigkeit von 750 MPa ermittelt (Fig. 3, Nr. 1). Für den in der erfindungsgemäßen Weise thermomechanischen behandelten Stahl 50CrV4 + Nb wird eine

Dauerschwingfestigkeit von 950 MPa ermittelt (Fig. 3, Nr. 2).

Patentansprüche

1. Verfahren zum Herstellen von Gegenständen, insbesondere Federn, speziell Blattfedern, mit einer Zugfestigkeit von mehr als 1.750 MPa aus einem Stahl mit (in Masse %) 0,4—0,6% C, bis 1% Si, bis 1,8% Mn, 0,8—1,5% Cr und 0,03—0,10% Nb, 0—0,2% V, Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen einschließlich Phosphor und Schwefel, dadurch gekennzeichnet, daß

a) das Vormaterial im Austenitgebiet bei Temperaturen von 1.050—1.200°C lösungsgeglüht wird,

b) unmittelbar anschließend bei einer Temperatur oberhalb der Rekristallisationstemperatur in einer ersten Stufe warmverformt wird und

c) unmittelbar anschließend bei einer Temperatur unterhalb der Rekristallisationstemperatur, aber oberhalb der Ar3-Temperatur in einer zweiten Stufe warmverformt wird,

d) das Walzerzeugnis anschließend bei einer Temperatur oberhalb der Ar3-Temperatur zur Ausführung weiterer Umform- und Bearbeitungsvorgänge gehalten und danach

e) bis unterhalb der Martensittemperatur abgekühlt wird, worauf

f) es abschließend angelassen wird.

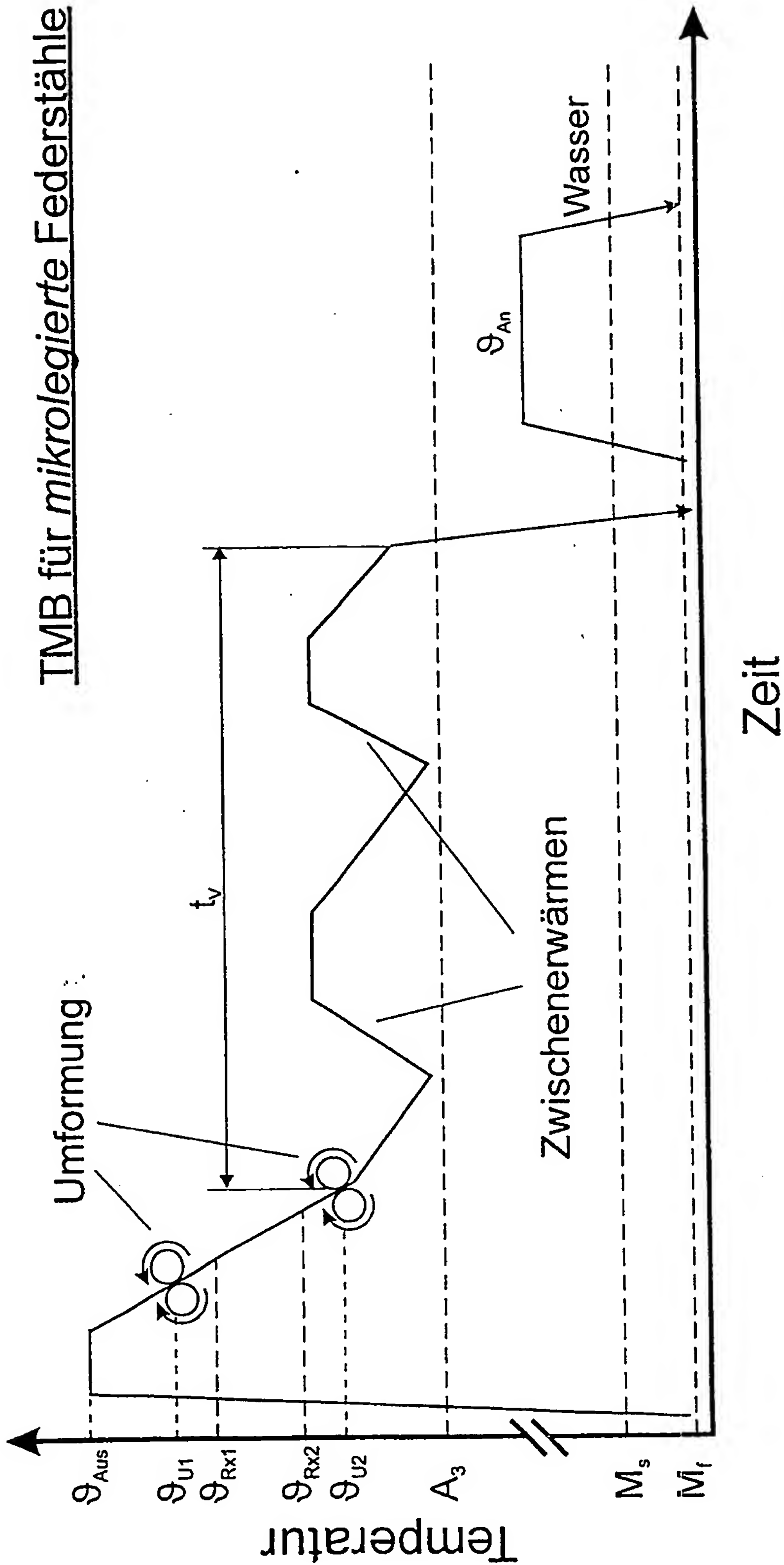
2. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß das Walzerzeugnis im Verfahrensschritt (f) im Temperaturgebiet von 250—350°C angelassen wird.

3. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß der Stahl zusätzlich mit bis 0,25% Mo legiert wird.

4. Verfahren nach Anspruch 1 zur Erzeugung von Blattfedern, dadurch gekennzeichnet, daß sämtliche für die Erzeugung der Blattfeder aus dem Walzerzeugnis erforderlichen Biege- und Stanzvorgänge nach der zweiten Umformstufe während der Haltezeit vor dem Härtevorgang durchgeführt werden.

Hierzu 3 Seite(n) Zeichnungen

Fig. 1



θ_{Aus}	= Austenitisierungstemperatur (1050 - 1200°C)	t_v	= Haltezeit
θ_{U1}	= 1. Umformtemperatur (> 990°C)	θ_{An}	= Anlaßtemperatur (ca. 250 - 350°C)
θ_{Rx1}	= 1. Rekristallisationstemperatur	A_3	= γ - α - Umwandlungstemperatur (ca. 750°C)
θ_{U2}	= 2. Umformtemperatur (< 930°C)	M_s	= Martensitstarttemperatur (ca. 290°C)
θ_{Rx2}	= 2. Rekristallisationstemperatur	M_f	= Martensitfinishtemperatur

Fig. 2

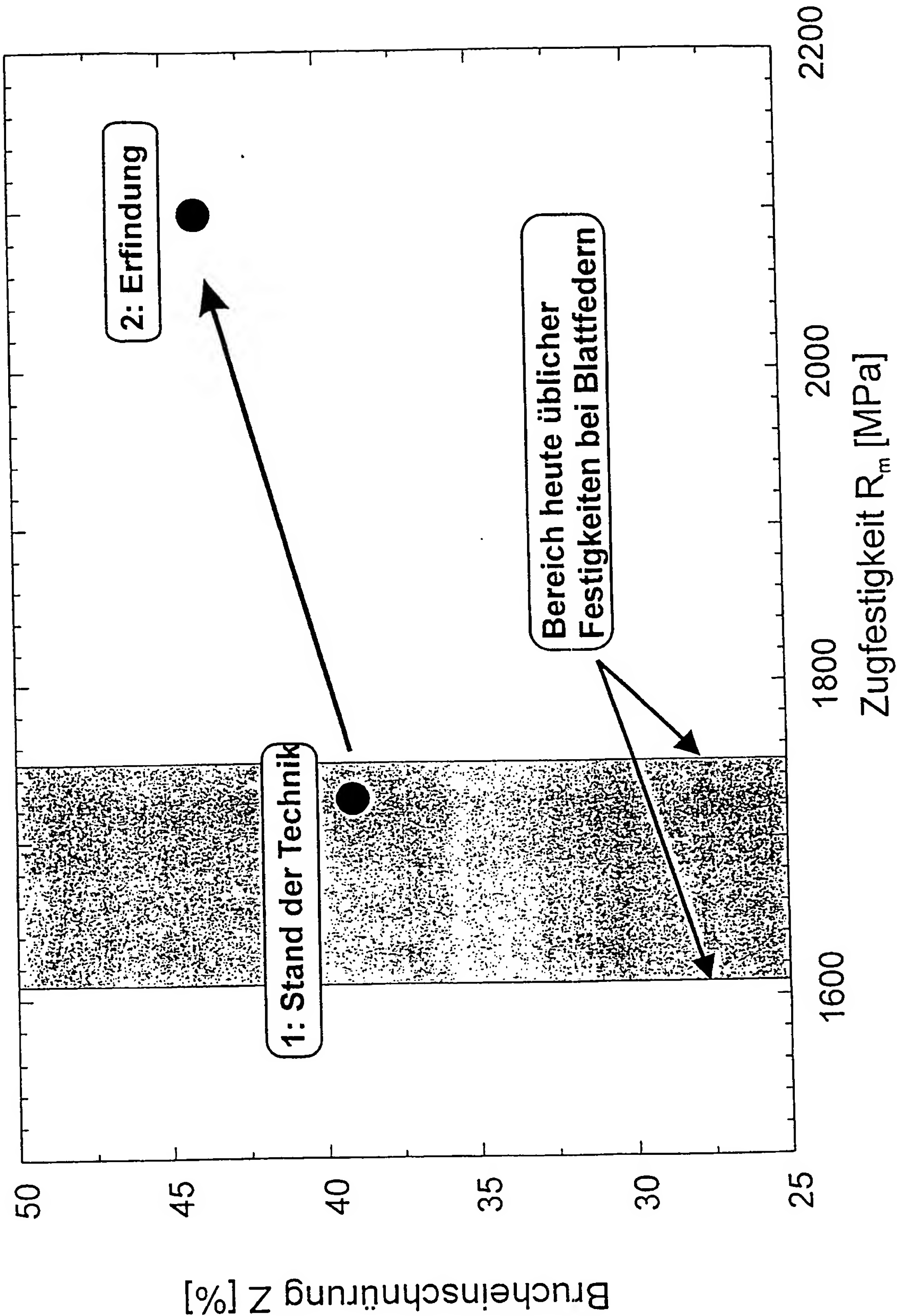


Fig. 3

